

## ⑫特許公報(B2) 昭55-49131

⑬Int.Cl.<sup>8</sup>

識別記号

庁内整理番号

⑭⑮公告 昭和55年(1980)12月10日

C 21 D 8/00  
//C 22 C 38/22

CBA

6793-4K  
6339-4K

発明の数 1

(全9頁)

1

2

## ⑯直接焼入鋼の焼もどし脆性抑制のための熱処理方法

⑰特 願 昭48-87456

⑱出 願 昭48(1973)8月6日

公 開 昭50-36309

⑲昭50(1975)4月5日

⑳発 明 者 井上泰

東京都世田谷区深沢5-24-3

㉑発 明 者 関口昭一

川崎市高津区蟹ヶ谷58

㉒発 明 者 山本広一

横浜市緑区市ヶ尾1172-12

㉓発 明 者 鈴木洋夫

川崎市中原区井田1618

㉔出 願 人 新日本製鐵株式会社

東京都千代田区大手町2丁目6番  
3号

㉕代 理 人 弁理士 大関和夫

㉖引用文献

特 開 昭48-88019(JP,A)

## ㉗特許請求の範囲

1 炭素0.02~0.5%、珪素0.03~2.0%、  
全窒素量0.0010~0.02%および必要に応じ  
合金成分を含有し、リン、アンチモン、砒素、錫  
等の不純物元素の少なくとも一種を適宜の直接焼  
入れ処理により焼もどし脆性を生じさせるような  
量を含有し、残余が鉄よりなる鋼を、1150℃  
以下の温度域でオーステナイト化した後、熱間圧  
延を行ない、圧延終了後そのまま焼入れし、  
500℃~Ac<sub>1</sub>温度域で焼もどし処理を行なう  
ことを特徴とする直接入鋼の焼もどし脆性抑制の  
ための熱処理方法。

## 発明の詳細な説明

本発明は熱間圧延加工直後焼入れ焼もどし処理  
をする場合において、低温加熱後圧延することに

より強靱な鋼を製造することを目的とするもので  
ある。従来、Si-Mn系の溶接構造用鋼は主に  
熱間圧延後室温まで空冷したものをAc<sub>3</sub>~

950℃温度範囲に再加熱後水冷し、マトリック  
5 スを主としてマルテンサイト組織にした後、靱性  
を確保するために500℃~Ac<sub>1</sub>温度域で焼も  
どし処理を施すことにより製造されていた。

近年再加熱省略による熱処理コストの低減、熱  
間圧延後熱処理工程の連続化、および材質的にみ  
10 た場合の鋼板表面性状の良好さ、焼入れ性の向上、  
強度の上昇の観点から鋼材を安定オーステナイト  
域で熱間圧延し、圧延直後焼入をおこなった鋼を  
焼もどす、いわゆる直接焼入れ方法が考えられて  
きており、また、一部実施されている。

15 この直接焼入れ材は材質のバラツキ、形状不良  
等があまりなく、材質変動も少なく従来行なわれ  
ている再加熱焼入れ材と同程度に生産工場におい  
て多量生産可能であることが明らかにされている。  
一部直接焼入れ材は焼もどし脆化感受性が大きく  
20 問題であることが指摘されているが、大多数の鋼  
においてはこのような心配のないことが明らかに  
された。

第1図は第1表に示す鋼種A、Bについて例を  
示すが、焼もどし後500℃で100時間脆化し  
25 た場合の脆化量は再熱材QTも直接焼入れ材  
DQTも同程度で何ら変化のないことがわかる。

しかしながら直接焼入れ材は高温加熱  
(1200℃以上)した際いろいろな析出物が分  
解する可能性が大きい。例えばAlN、TiN、  
30 MnS、Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>、Cr化合物、Mn化合物等であ  
る。普通再熱材はこれを950℃といった低いオ  
ーステナイト温度域に加熱するのでこれはふたた  
び固定される。ところが直接焼入れ材の場合はこの  
固定する熱処理がないのでこれらが鋼の靱性を  
35 低下させる場合がある。

勿論正常の鋼は不純物も少なく、製鋼条件、成  
分系さえよければ先に示したようなかゝる心配は

全くない。ところが成分系が不適の場合とか、異常な不純物が入ってくる場合或は製鋼条件が適切でない場合には上記のような高温加熱で分解した諸元素が靱性を劣化する場合がある。かかる場合には公知の直接焼入れ処理および焼もどし処理を行なつたものでは焼もどし脆性が生じ靱性を損うことがある。

第1図鋼種C、Dはその例で再熱材QTに比べ直接焼入れ材DQTの方が脆化が大きいことを示す。鋼種Cは鋼種A、Bに比べP含有量が少なくQTでは脆性ははるかに小さいが、DQTではPの多いものより逆に脆化が大きい。鋼種DはP含有量は多いがMoが添加され、Moは通常焼もどし脆性を抑制するのでQT材では大巾に脆化が抑制されている。しかしDQT材ではほとんど脆化がおさえられていない。

このように脆化したものの粒界に集っている元素をオーグエ電子分析装置で調べた結果を第2図に示す。a、bは正常材を比較のため示したものである。cは鋼種Cの異常に脆化の大きい材料DQTのスペクトルである。bと比較するとS、N、Cr、Mn等が異常に多く粒界に集っていることが明りようである。すなわち675℃という高温で焼もどしているにもかかわらず高温のオーステナイト時に分解したものが固定されずオーステナイト粒界に集っていることがわかる(Oは酸化のためスペクトルの信頼性がないが、同様に粒界に集っていると考えられる)。dは同じ鋼種Cを低温に加熱した場合で上記の元素の粒界への集りがほとんどみられないことが明りようである。すなわちこのような異常脆性を示す鋼でもオーステナイト化温度を低くするか、あるいは高くても低いオーステナイト温度で析出、固定処理ができればよいことがわかつた。(勿論焼入れ性をわるくしベイナイト、フェライト・パーライトを混入させれば焼戻脆性は小さくなることが一般に知られているが、このような方法では強度も下り利益はない)。

鋼種Dについては、再熱材は500℃で100時間脆化処理をほどこしても殆んど粒界われを起さないで粒界に集っている元素を調べることができない。そこで更に過酷な脆化処理を行なつて粒界われを生ぜしめた再熱材及びそれと同じ処理をした直接焼入れ材のオーグエ電子スペクトルを

第2図e(再熱材)とf(直接焼入れ材)に示す。低温加熱再熱材は脆化の抑制に効果があるMoの粒界偏析量が多いのに対し高温加熱直接焼入れ材ではMoの偏析量が少ないことが明りようである。すなわち、Moの焼戻脆性抑制作用を生ぜしめるには上と同様にオーステナイト化温度を低くするか、あるいは高くても低い温度で粒界にMoが集りやすいような処理ができればよいことがわかる。

本発明者らはこのような事実をもとに直接焼入れ材で焼もどし脆化感受性を軽減し、高強度でかつ靱性のすぐれた鋼を得る方法を見出した。

すなわちこのような焼もどし脆化感受性の異常に高い鋼を1150℃以下の温度でオーステナイト化後、熱間圧延を行ない、圧延終了後そのまま焼入れすることにより固溶N、P、Cr、S、Mnないしその他の不純物が分解しないような加熱温度にして、はじめから固定しておいた後焼入れ、しかる後に焼もどし処理をすれば焼もどし時および脆化処理による焼もどし脆性は抑制され高強度でかつ靱性の優れた鋼材がえられることを確かめた。

本発明は、C 0.02~0.5%、Si 0.03~2.0%全N量 0.0010~0.02%および必要に応じて合金成分を含有し、しかしてP、Sb、As、Sn等の不純物元素の少くとも一種を適宜の直接焼入れ処理により、焼もどし脆性を生じさせるような量において含み、残余が鉄よりなる鋼を1150℃以下の温度でオーステナイト化後熱間圧延を行ない、圧延終了後そのまま焼入れし、500℃~Ac<sub>1</sub>温度域で焼もどし処理を行なうことを特徴とする直接焼入れ材の焼もどし脆性抑制のための鋼の熱処理方法を要旨とするものである。

本発明方法によれば、公知の直接焼入れ法により焼もどし脆性が生ずるような鋼を処理する場合にも、焼もどし脆性を著しく抑制でき、抗張力60kg/mm<sup>2</sup>以上で、0℃における2mmVノッチシャルピー衝撃値が15kg・m/cm<sup>2</sup>以上の靱性のすぐれた鋼がえられる。

理解を助けるために、前記した本発明の熱処理方法を図によつて説明する。第3図でaは従来の直接焼入れ法bが本発明の熱処理法に相当する熱処理圧延サイクルを示したものである。

本発明方法に従つて処理される鋼の化学成分に

ついて説明するとCを0.02%以上としたのはC含有量が0.02%未満では焼入れ性が不充分となり強度が不足するためである。他方C含有量が0.5%超の場合にも本発明の適用は可能であるが、他の合金元素の添加量如何によつては焼もどし脆性も問題でなくなり、実用的でなくなるためである。

Siについては製鋼の脱酸時に必然的に鋼中に入ってくるほか2%超添加した場合には非常に特殊になるため、下限を0.03%、上限を2.0%におさえた。

次に全N量については添加可能なN含有量の上限が0.02%、特殊な溶解でNを下げて0.0010%が限度であることから0.0010%~0.02%にした。

本発明が有効に適用される鋼は、直接焼入れ処理において焼もどし脆性が顕著に生じ著しく靱性を悪くするような成分系鋼である。従つて高温で分解して固定されにくいような元素を含むものが一般に該当する。

一般に使用される溶接構造用鋼においては、焼入れ性を高め、しかも強度、靱性とも保証する目的でNi、Cr、Mn等の合金元素が添加されているがこの場合にもMo、W等の脆化抑制元素が含有されていても公知の直接焼入れ法により製造した場合に焼もどし脆性が生ずる鋼には本発明方法が適用である。

本発明の特徴は公知の直接焼入れ法と異なり1150℃以下の温度でオーステナイト化後熱間圧延を行ない圧延終了後そのまま焼入れすることにあるが、このように限定した理由についてのべる。

前記した鋼以外すなわち直接焼入れ法によつても焼もどし脆性が生じないような正常な鋼に本発明法を適用した場合にも勿論適用して何らさしつかえないが焼もどし脆性が生ずるような鋼には本発明が非常に有効である。

すなわち本発明方法はP、N、S、O、Cr、Mn等の析出物をオーステナイト域でなるべく固定しておくことに主眼がある。従つてこれら析出物が分解しないようにする必要がある。作つて加熱の際には一般に1150℃をこえるとAlN、MnS等容易に分解するので加熱の際全部あるいは一部を固定しておくには1150℃以下の加熱でなければならない。(一部でも固定されているとその後の析出が早いので完全に固定しておく必要はない。)本発明において1150℃以下の加熱に限定した理由はかかる事実に基づく。

次に本発明の具体的実施例について比較例と共に説明する。

#### 比較例(従来法)

15 60キロ級高張力低合金鋼で第1表の鋼種Cを1250℃で1時間のオーステナイト化後、1180~1040℃の間で連続6パス熱間圧延を行なつた後、1000℃から水焼入れを行ない(公知の直接焼入れ法)、しかる後550℃ないし650℃で1時間の焼もどしを行なつた時の機械的性質を第2表に示す。抗張力は73.9kg/mm<sup>2</sup>と高い値を示すが $vTrs = +14^{\circ}C$ 、 $vE-20 = 4.0 kg \cdot m/cm^2$ と靱性が著しく悪い。この理由は、既述の成分鋼によると公知の直接焼入れ法による場合には焼もどし時に異常な焼もどし脆性が生じてしまうことによる。

#### 実施例

比較例に述べた鋼を1100℃加熱後1100~1000℃及び970~870℃で6パス圧延し、それぞれ980及び850℃から焼入れを行ない650℃ないし550℃で1時間の焼もどし処理を施した鋼の機械的性質を示す。この結果から明らかのように焼もどし脆性が軽減され高強度でかつすぐれた靱性の鋼がえられる。

35 このように本発明方法によれば鋼の直接焼入れにおける焼もどし脆性を極めて簡易な手段で抑制することができ、実用上極めて有効である。

第 1 表  
供試鋼の化学組成 %

銅種 \ 元素	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo
A	0.16	0.33	1.45	0.017	0.008	0.05	<0.01
B	0.15	0.50	1.37	0.019	0.008	0.20	0.01
C	0.13	0.48	1.16	0.009	0.006	0.22	0.01
D	0.14	0.33	1.35	0.024	0.006	0.02	0.14

(いずれも商用鋼)

第 2 表

	オーステナイト化 処理 ℃ 1 hr	熱 延			焼もとし* 処理 ℃ 1 hr	オーステナイト粒度 ASTM#	硬 度 Hv 20
		開 始 ℃	仕 上 ℃	燃 入 れ ℃			
従 来 法 (高温加熱高 温仕上)	1250	1180	1040	1000	650 550	6.5	245 294
本発明の実施例 (低温加熱)	1100	1100	1000	980	650 550	6.5	244 286
(   "   )	1100	970	870	850	650 550	7.7	243 260

	下部降伏点 σ <sub>L.Y</sub> kg/mm <sup>2</sup>	抗張力 σ <sub>B</sub> kg/mm <sup>2</sup>	伸 び %	2mmVノツ チ破面遷移 温度 vTrs ℃	-20℃での 吸収エネルギー -vE-20 kg·m/cm <sup>2</sup>
従 来 法 (高温加熱高 温仕上)	67.6 81.5	73.9 87.5	21.2 19.6	+14 +100	4.0 1.0
本発明の実施例 (低温加熱)	81.7	86.8	18.3	-92 -42	30.0 20.0
(   "   )	75.1	81.6	17.6	-106 -70	30.0 24.5

\* 焼もとし後はすべて水冷

図面の簡単な説明

第1図は第1表に示す鋼A, B, C, Dの再熱  
焼入れ焼もとし材(QT)と直接焼入れ(公知の)

焼もとし材(DQT)の焼もとし材及び500℃  
100hr 脆化処理材の靱性を示す図表第2図は  
オージェ電子分析装置による粒界偏析元素の測定

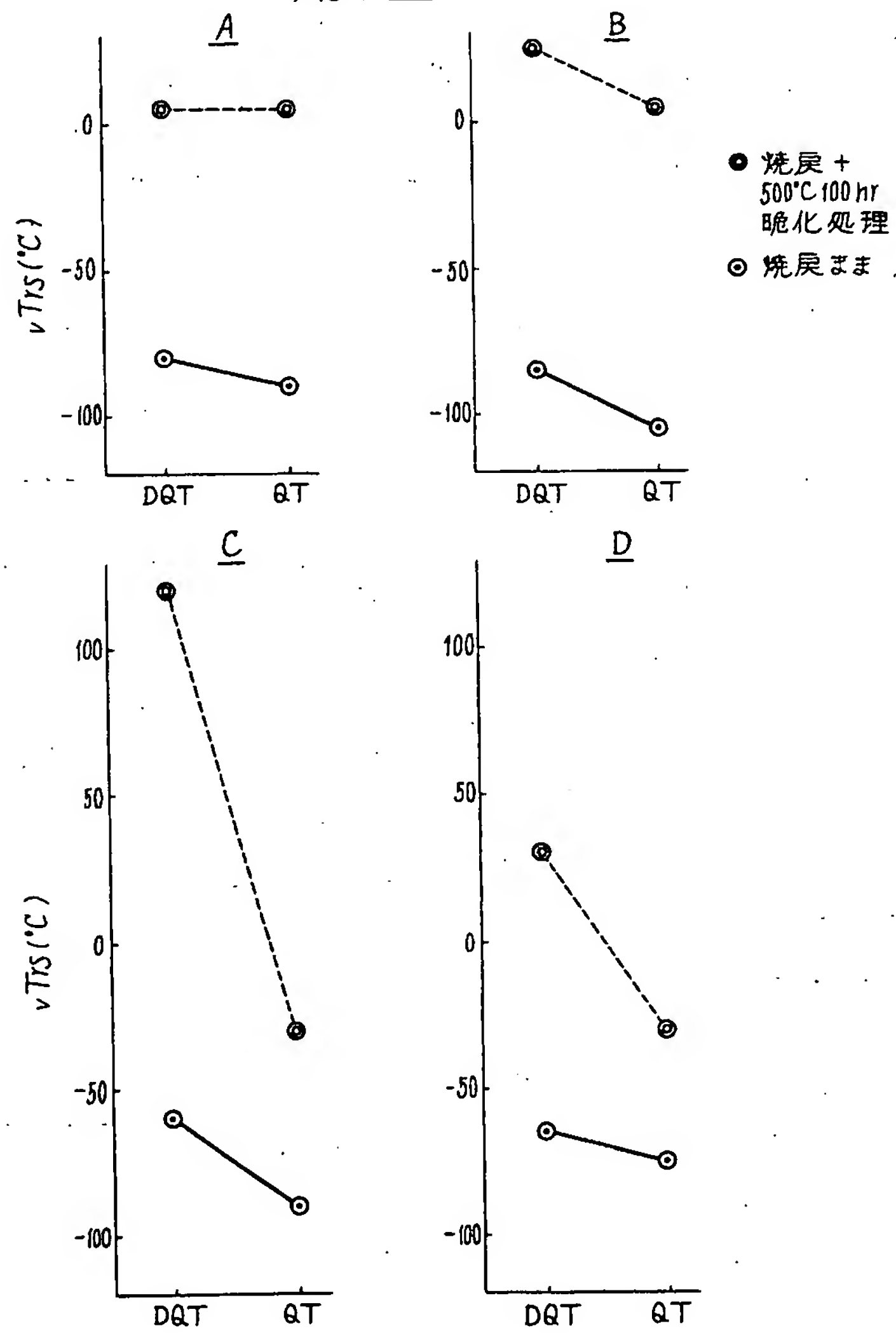
9

10

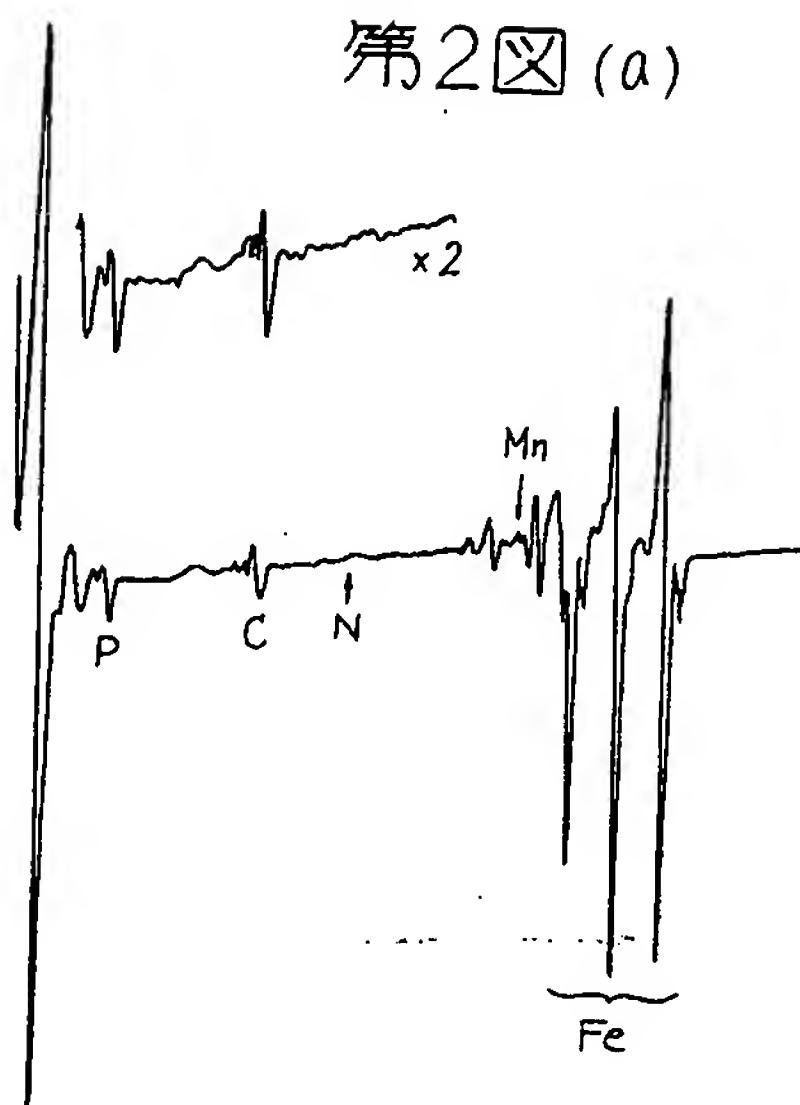
結果を示すもので、aは鋼種A、bは鋼種B、Cは鋼種CのそれぞれDQT+500℃・100hr脆化処理材についての結果を示す図、dは鋼種CのQT+500℃・100hr脆化処理材について

の結果を示す図eは鋼種DのQT+step cool脆化材、fは鋼種DのDQT+step cool脆化材についての結果を示す図、第3図は本発明および従来法の概念図を示す図表である。

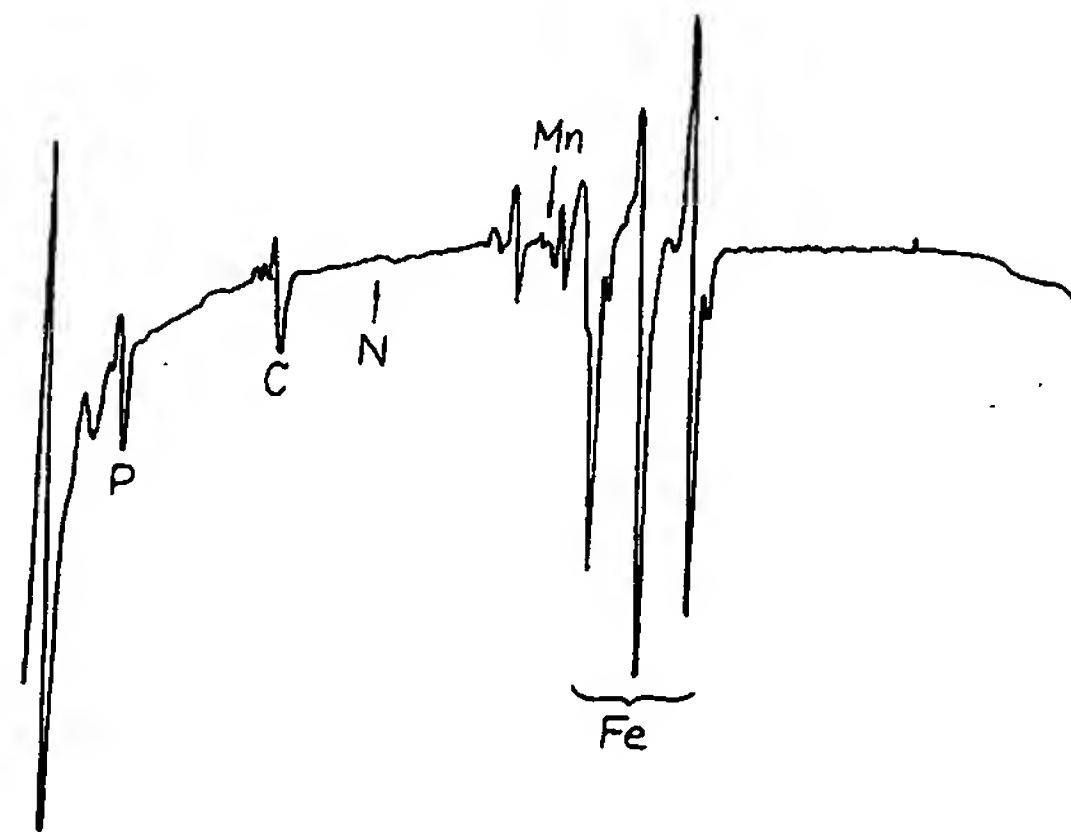
第1図



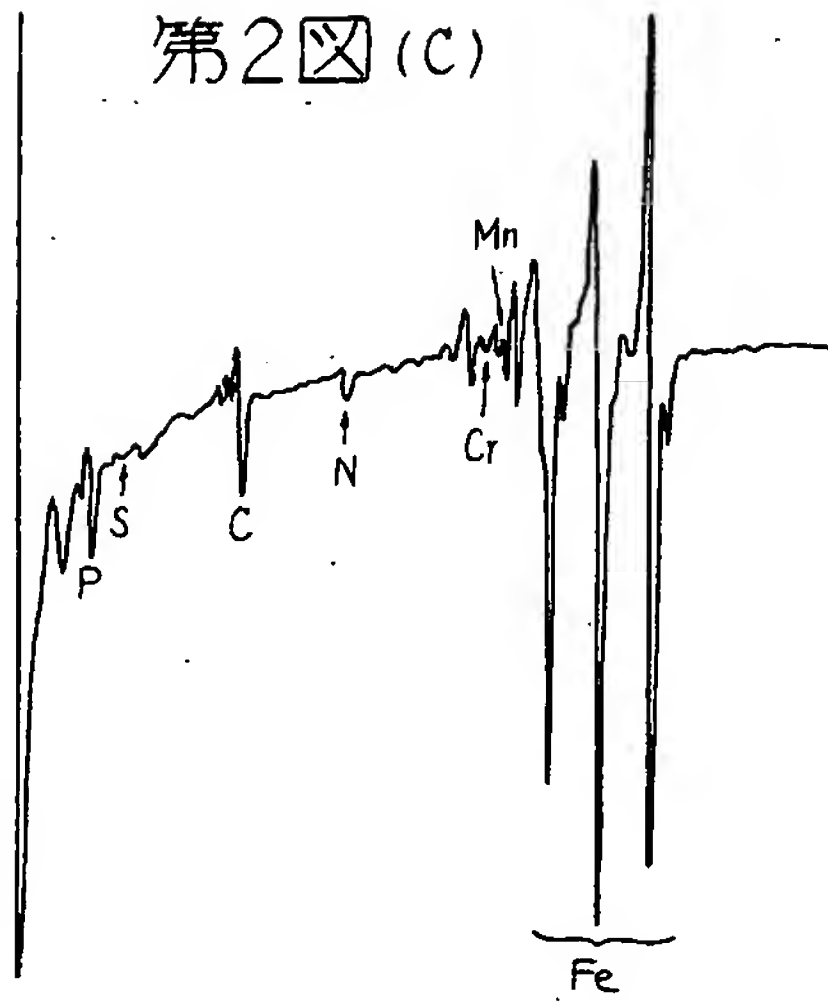
第2図(a)



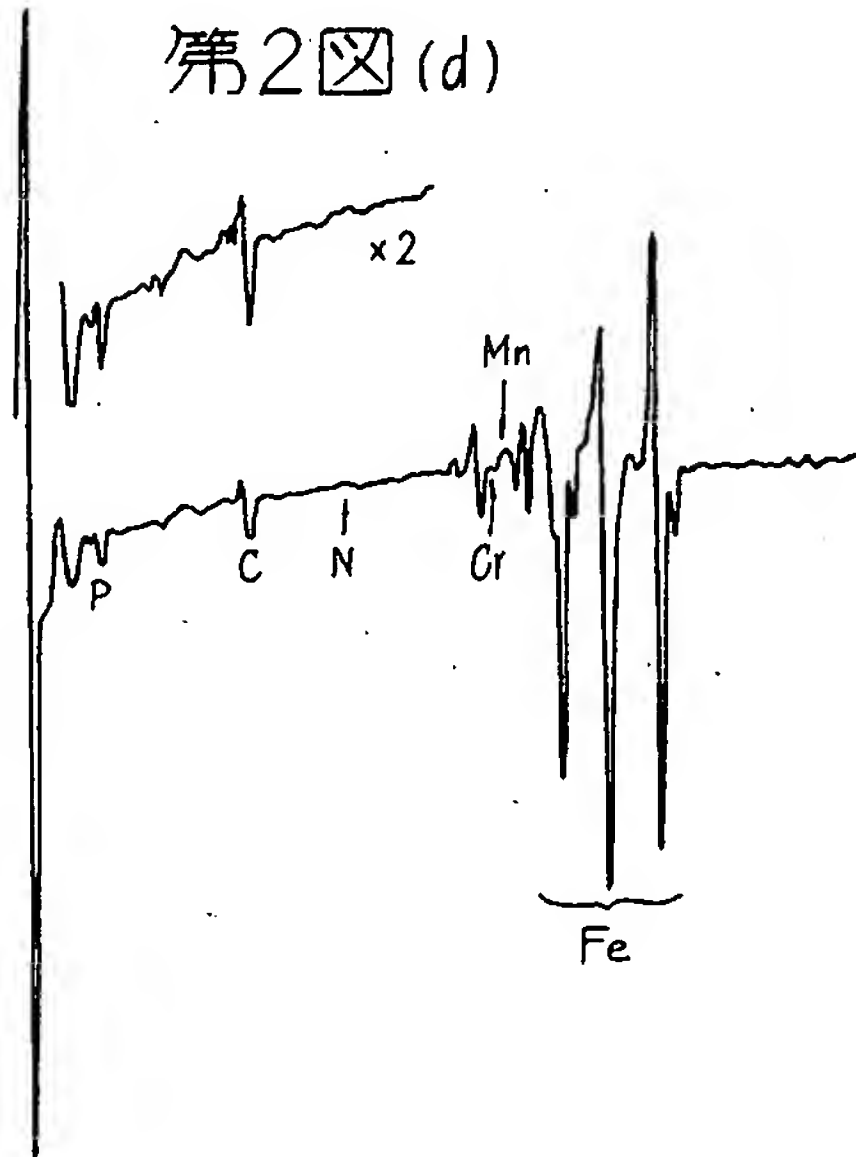
第2図(b)



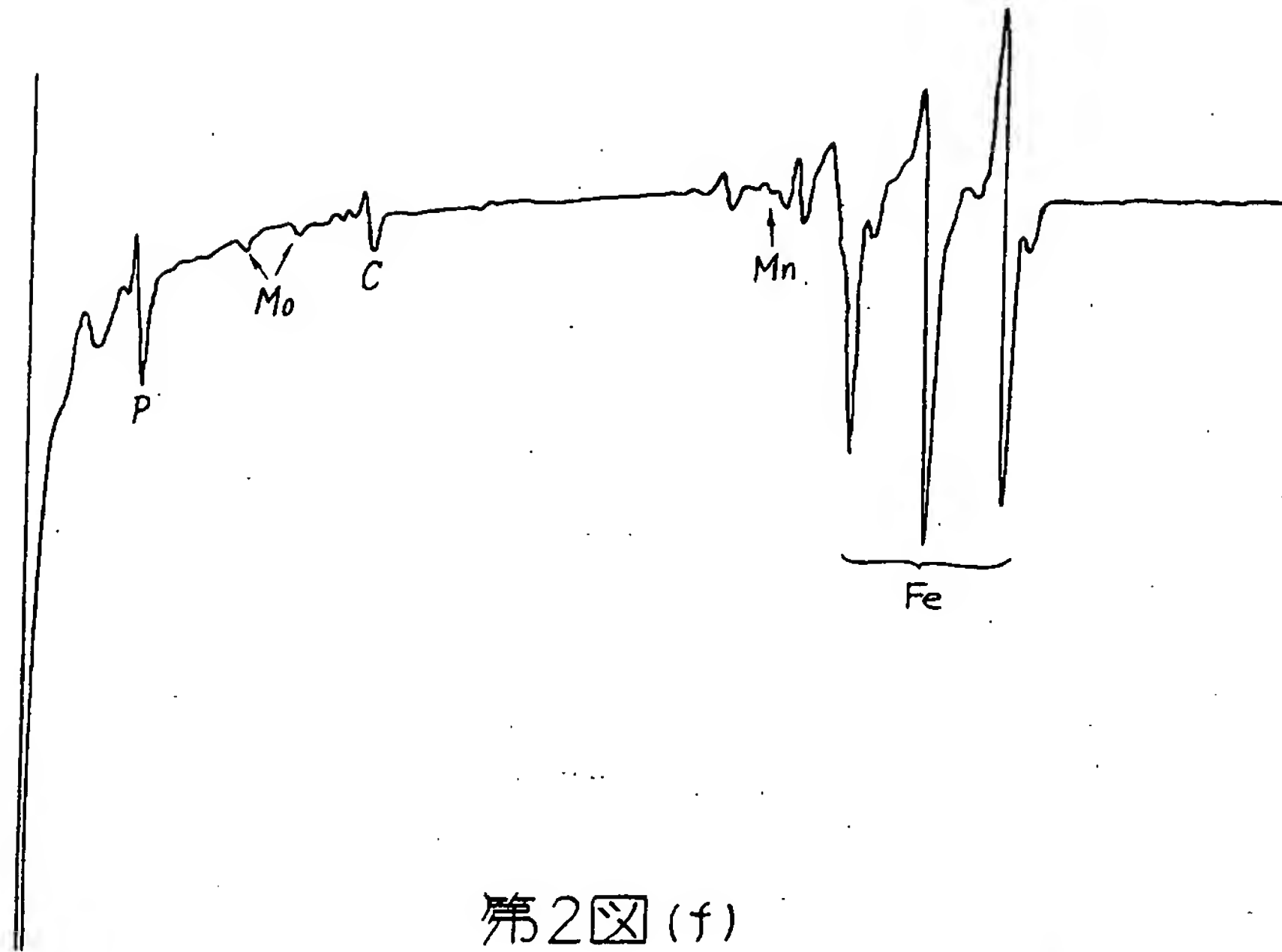
第2図(c)



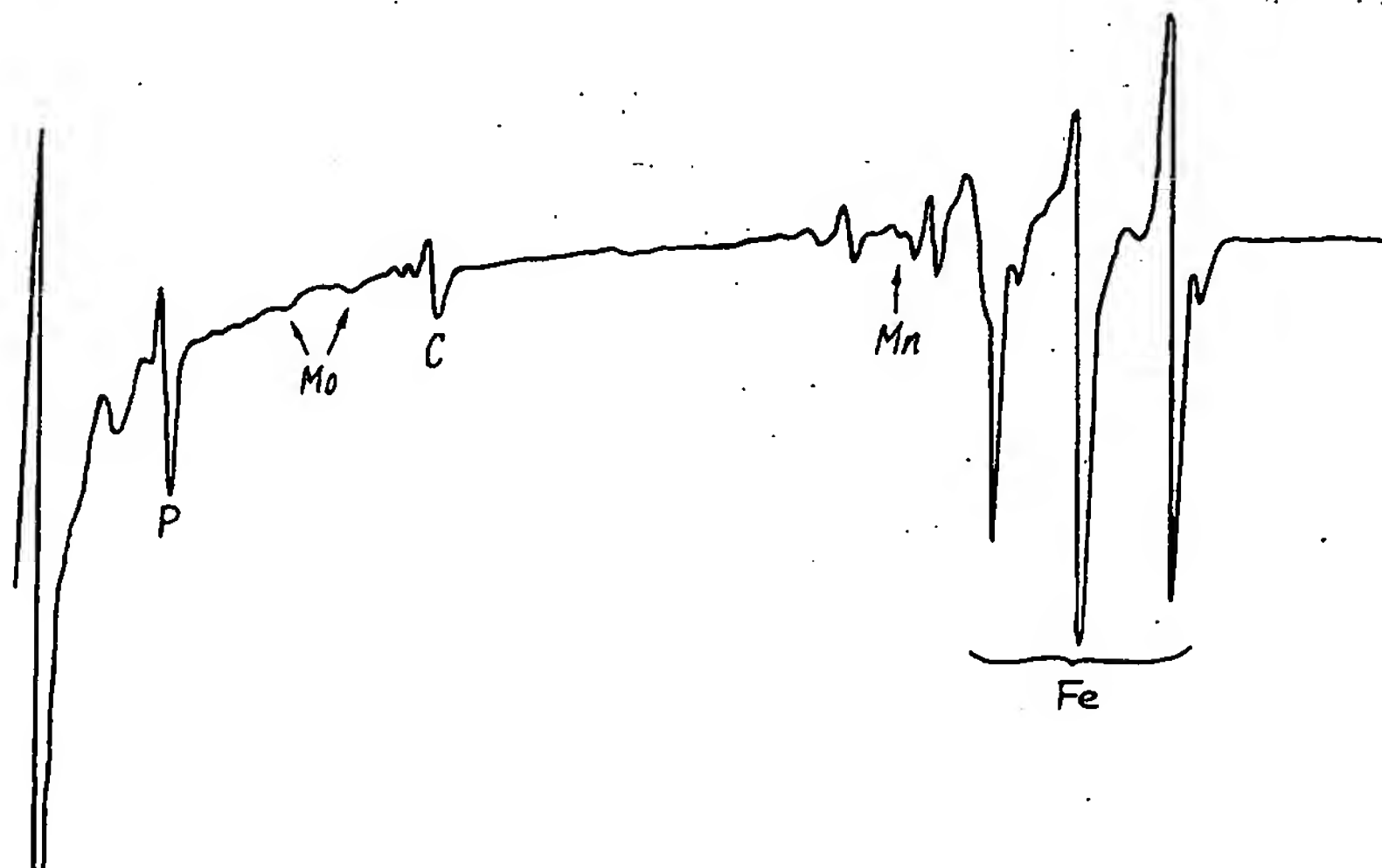
第2図(d)



第2図(e)



第2図(f)





第3図

